

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 57-155329

(43)Date of publication of application : 25.09.1982

(51)Int.Cl.

C21D 9/46  
C21D 8/02  
// B21B 3/00  
C22C 38/16

(21)Application number : 56-113275

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 20.07.1981

(72)Inventor : TAKECHI HIROSHI  
MASUI HIROAKI  
FUJII TSUTOMU

## (54) PRODUCTION OF HIGH-STRENGTH COLD-ROLLED STEEL SHEET EXCELLENT IN STRAIN AGE-HARDENABILITY

## (57)Abstract:

PURPOSE: To enhance strain age-hardenability by a method wherein a steel containing specified amounts of C, Mn, Al together with one or more selected from Zr, Ca, Mg and rare earth elements is hot rolled, cold rolled and subjected to recrystallizing annealing in specified conditions.

CONSTITUTION: A steel containing 0.03W0.2wt% of C, 1W2wt% of Mn, less than 0.1wt% of Al and one or more elements selected from Zr, Ca, Mg and rare earth elements in a total amount of less than 0.1wt% is hot rolled, followed by cold rolling with a draft of at least 30%. Then, after heating the steel with an average heating rate of 1° C/sec at the range from 600° C to 760° C and maintaining the steel in the temperature range of 760W900° C for 30secW30min, the steel is cooled with the cooling rate of at least 30° C/sec at the range from 700° C to 200° C to effect recrystallizing annealing. Accordingly, the high-strength cold-rolled steel sheet can be obtained with a 0.2% offset yield stress of 15W55kg/mm<sup>2</sup>, a tensile strength of 50W100kg/mm<sup>2</sup> and a ratio of 0.2% offset yield stress to tensile strength of less than 0.6.

⑪ 日本国特許庁 (JP)

⑫ 特許出願公開

⑬ 公開特許公報 (A)

昭57—155329

⑭ Int. Cl.<sup>3</sup>  
C 21 D 9/46  
8/02  
// B 21 B 3/00  
C 22 C 38/16

識別記号

C B B

庁内整理番号  
7047—4K  
6793—4K  
7516—4E  
7147—4K

⑮ 公開 昭和57年(1982)9月25日

発明の数 2  
審査請求 有

(全 5 頁)

⑯ 歪時効硬化能の優れた高強度冷延鋼板の製造方法

⑰ 特 願 昭56—113275

⑱ 出 願 昭49(1974)10月9日

⑲ 特 願 昭49—115472の分割

⑳ 発 明 者 武智弘

木更津市清見台南1—15—3

㉑ 発 明 者 増井浩昭

君津市大和田324

㉒ 発 明 者 藤井力

木更津市日ノ出町100—165

㉓ 出 願 人 新日本製鐵株式會社

東京都千代田区大手町2丁目6  
番3号

㉔ 代 理 人 弁理士 大関和夫

明 細 書

1. 発明の名称

歪時効硬化能の優れた高強度冷延鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

(1) C : 0.03 ~ 0.20 %, Mn : 1.0 % 超 ~ 2.0 % 未満, Al : 0.1 % 以下, および Zr, Ca, Mg, 希土類元素のうち1種または2種以上を合計で 0.1 % 以下含み、残部 Fe および不可避免的不純物からなる鋼を熱間圧延後、30 % 以上の圧下率で冷間圧延後、再結晶焼鈍を行うにあたって、温度 600℃ から 760℃ までの平均加熱速度を 1℃/sec 以上とし、760℃ ~ 900℃ の温度範囲で最小 30 秒から最大 30 分間保持した後、温度 700℃ から 200℃ までの平均冷却速度を 30℃/sec 超とすることを特徴とし、かつ 0.2 % 耐力が 15 ~ 55 kg/mm<sup>2</sup>、引張強さが 50 ~ 100 kg/mm<sup>2</sup> でさらに 0.2 % 耐力/引張強さの値が 0.6 以下であることを特徴とする歪時効硬化能の優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

(2) C : 0.03 ~ 0.20 %, Mn : 1.0 % 超 ~ 2.0 % 未満, Al : 0.1 % 以下, および Zr, Ca, Mg, 希土類元素の1種または2種以上を合計で 0.1 % 以下含み、かつ Si, Ni, Cu のうち1種または2種以上をそれぞれ 0.7 % 未満含み、残部 Fe および不可避免的不純物からなる鋼を熱間圧延後、30 % 以上の圧下率で冷間圧延後、再結晶焼鈍を行うにあたって、温度 600℃ から 760℃ までの平均加熱速度を 1℃/sec 以上とし、760℃ ~ 900℃ の温度範囲で最小 30 秒から最大 30 分間保持した後、温度 700℃ から 200℃ までの平均冷却速度を 30℃/sec 超とすることを特徴とし、かつ 0.2 % 耐力が 15 ~ 55 kg/mm<sup>2</sup>、引張強さが 50 ~ 100 kg/mm<sup>2</sup> でさらに 0.2 % 耐力/引張強さの値が 0.6 以下であることを特徴とする歪時効硬化能の優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

最近の自動車における乗員安全性の確保、車体軽量化の面から引張強さ 50 kg/mm<sup>2</sup> 以上程度の高強度の冷延鋼板が使用され始めた。

この場合、高強度冷延鋼板は従来の極軟冷延鋼板に比べて、降伏点が高いためにスプリングバックと称する形状不良を引き起す現象が生じ易い欠点が認められている。このためにその使用に当たっての制限がある程度生じている現状である。

ところで最も好ましい高強度冷延鋼板の一つとして、もし成形前は低降伏点で、成形後に何らかの処理によって成形部材の耐力が高められるような鋼板が存在すれば好都合である。

本発明はかかる目的で開発された歪時効硬化能の優れた高強度冷延鋼板の製造法に関するものである。

従来の歪時効硬化能の優れた冷延鋼板は成形前の降伏点は必ずしも低くなく、少なくとも0.2%耐力(又は降伏点)/引張強さは0.6より小さいことはなかった。

本発明はかかる欠点を克服し、かつ歪時効量も10 kg/mm<sup>2</sup>前後の高い値を示す高強度冷延鋼板を提供しようとするものである。

本発明の要旨とするところは、C: 0.03 ~

急冷効果を利用して高強度特性を得る目的のためには0.07%以上が好ましい。一方0.20%を超えて含有されると、急冷処理により強度が高すぎて靱性を損う。そこでCの含有量を0.03~0.20%と限定した。さらにスポット溶接性を十分高く得るためには0.15%以下が好ましい。

Mnは本発明の構成成分の主たるものであり、単に鋼の強度を高めるためだけでなく、急冷組織による低降伏点特性を得るために1.0%超は必要である。一方、2.0%以上では急冷により強度が高すぎて靱性を損う。そこで1.0%超~2.0%未満と定めた。なお、スポット溶接性を劣化させないためには1.8%以下が好ましい。

0.20%、Mn: 1.0%超~2.0%未満、Al: 0.1%以下、およびZr, Ca, Mg, 希土類元素のうち1種または2種以上を合計で0.1%以下含み、さらに必要に応じてSi, Ni, Cuのうち1種または2種以上をそれぞれ0.7%未満含み、残部Feおよび不可避免的不純物からなる鋼を熱間圧延後、30%以上の圧下率で冷間圧延後、再結晶焼鈍を行うにあたって、温度800℃~760℃までの平均の加熱速度を1℃/sec以上とし、760℃~900℃の温度範囲で最小30秒から最大30分間保持した後、温度範囲700℃~200℃での平均冷却速度を30℃/sec超とすることを特徴とし、かつ0.2%耐力が15~55 kg/mm<sup>2</sup>で引張強さが50~100 kg/mm<sup>2</sup>でさらに0.2%耐力/引張強さの値が0.6以下であることを特徴とする歪時効硬化能の優れた高強度冷延鋼板の製造方法にある。

以下に本発明の成分、製造条件の限定理由を詳述する。

Cは鋼の強度を高めるために不可欠であり、最低0.03%は必要である。さらに本発明のように

次にZr, Ca, Mg, 希土類元素は本発明において、穴抜け、伸び、フランジ性等の加工性を向上させるので、1種または2種以上を添加する必要がある。すなわち、之等の元素はBと結びついて硫化物の形状を球状化し上記の加工性を向上させる。合計で0.1%を超えて添加すると、逆に硫化物等の介在物が増え、加工性を劣化させるので0.1%以下とした。本発明においてはC, Mnの成分添加と急冷により急冷組織を得るが、Si, Ni, Cuを添加するとこの急冷組織が得易くなるので之等の元素の1種又は2種以上を添加することが好ましい。その場合0.7%以上添加すると経済性がそこなわれるので、添加量を夫々0.7%未満とした。

Si, Ni, Cuの固溶硬化元素は単独で0.7%未満を添加すると加工性を損わずにさらに強度を高めるのに有効である。とくにSiは安価に高強度特性が得られるのみならず、本発明に従った760℃~900℃の温度範囲の焼鈍の場合、その温度域でフェライトとオーステナイトが均一に複合混在し、ひいては製品の強度と延性のバランスを向上

させるので0.7%未満添加する。

ALは鋼の脱酸の目的で投入し、 $so\%AL$ で0.1%程度以下添加する必要がある。

なおNを多量に添加することにより、より一層歪時効硬化能を大きくできる。また鋼のオーステナイト相からマルテンサイト等を容易に生成させるのにBの添加は有効である。

熱間圧延は通常の方法で良く、例えば仕上圧延温度は800℃～910℃程度であり、一方捲取温度は好ましくは680℃以下、なかんずく600℃以下が良い。その理由は、低温で捲取ることにより熱延板中の炭化物の粗大化を防ぎ、冷延板の短時間再結晶焼鈍により均一微細な硬質相の分散をした製品板を得るためであり、この方が強度と延性のバランスに好ましい。

冷間圧延は短時間焼鈍で再結晶可能な必要圧下率として30%以上が好ましい。なお冷間圧延により熱延板中の炭化物の破砕分散化を行うためには50%以上が好ましい。

再結晶焼鈍の加熱速度は重要であり、小さすぎ

ることができない。なお、歪時効指数も高め、かつ強度と延性とのバランスも高める最も良い製品を得るには高温でフェライトとオーステナイトとの量的割合も重要であり、その最も好ましい焼鈍温度域は800℃～850℃である。

再結晶焼鈍の保持時間はまず十分再結晶を起させるために最小30秒は必要である。一方30分を超えると加熱速度と同様、高温でフェライトとオーステナイトに明瞭に分相してしまい、やはり強度及び、強度と延性のバランスがあまり優れない。

次に焼鈍温度からの冷却速度は大変重要である。オーステナイト相が冷却中にフェライトやパーライトを極力生成せずにマルテンサイト又はベイナイトを生成するためにはなるべく急冷が必要である。この場合、本発明において、たとえば先願発明、特願昭49-1077号および特願昭49-1117号に示すように、単に強度および強度と延性のバランスの上で好ましいだけであれば、製品においてフェライト相と上記のマルテンサイト

と、たとえば800℃でなかんずく $A_{c1}$ 変態点を超えてからフェライトとオーステナイトに明瞭に分散してしまい強度のみならず強度と延性のバランスの低下が生じる。そこで600℃から760℃までの平均加熱速度を $1^{\circ}C/sec$ 以上とする。なお、硬質相がより均一分散した組織を得るには $2^{\circ}C/sec$ 以上が好ましい。なお、たとえば輻射熱等を利用せずに、たとえば電気抵抗を利用した通電加熱法を利用するような場合には、さらに高速加熱も可能であり、定性的にはさらに微細な分散相が得られる可能性がある。

つぎに、再結晶焼鈍の保持温度は少なくともフェライトとオーステナイトとの二相域である必要があり、 $A_{c1}$ 変態点以上が必要であるが、とくに急速加熱、短時間焼鈍でフェライト相以外に十分なオーステナイト相をも得るためには760℃以上が必要ながことが明かとなった。一方900℃超では急速加熱、短時間焼鈍でも容易にCが完全に均一に固溶したオーステナイト単相となってしまう本発明の強度と延性のバランスの優れたものを得

又はベイナイト相との複合組織を作るだけでよいが、本発明では歪時効硬化量も高めるために製品のフェライト相およびマルテンサイト相、ベイナイト相中の固溶Cの量を飛躍的に増加させる必要があり、そのためには上記の先願発明と異なり、700℃から200℃までの平均冷却速度を $30^{\circ}C/sec$ 超にする必要がある。

なお、さらに固溶Cの量を増加させるためには $50^{\circ}C/sec$ 超が好ましい。

なお、先願発明特願昭48-90342号において、やはり600℃から500℃までの平均冷却速度を $2000^{\circ}C/min$  ( $33.3^{\circ}C/sec$ )以上を高めた場合には、より一層の高強度特性が期待される旨の知見を述べてあるが、本発明と異なり、歪時効硬化を考慮していないので連続焼鈍に次いで250℃から500℃の間で過時効処理して延性を高めることに特徴を置いており、したがって強度および強度と延性のバランスに優れ、かつ歪時効硬化量も大きいという本発明の特徴を期待することとは困難である。

さらに付言すれば、先願発明の特願昭48-45682号においてはやはり連続焼鈍による焼鈍後の急冷処理で高い歪時効硬化量を得る方法が示されているが、Mnが1.0%以下と低いので本発明のように高温二相域からの空冷による複合組織で高い強度を得るために高いMn量を有効に使うことの技術的知見は述べられていない。

さて、次に機械的性質であるが、本発明の特徴として従来の高強度冷延鋼板と異なり、むしろ降伏点は低いのを特徴としている。その理由はプレス成形時には低降伏点による種々の利点、たとえば形状凍結性等、を生かしながら、かつ成形後には加工硬化および歪時効硬化による耐力の増加にもとづく利点、たとえば高耐力化による衝撃吸収エネルギーの増加や変形量の低下等を期待するためであり、このためには本発明の処理を行い、しかもその製品の0.2%耐力が15~55kg/mm<sup>2</sup>、引張強さが50~100kg/mm<sup>2</sup>でさらに0.2%耐力/引張強さの値が0.6以下であることが必要である。すなわち従来の単に強度又は強度と延性のバラン

スが良いことを狙った高強度冷延鋼板に比べてはるかに0.2%耐力/引張強さの値が小さいことを特徴としている。

なお、本発明鋼の製造に際して、再結晶のための連続焼鈍後に過時効処理を行わないことを特徴としているが、これは前述のように製品の固溶C量を高めて歪時効硬化量を高くするためであり、同様の理由で類似の成分鋼を使っても箱焼鈍法等の徐冷では非常に小さな歪時効硬化量しか期待できないので本発明の目的に対しては無意味である。

又、焼鈍後、必要に応じてスキンプラス圧延を施すことも可能であり、その主な目的は製品の耐力の調整および形状矯正等である。このスキンプラス圧延は焼鈍と同じ一連の工程に組入れても良いし、焼鈍後のコイルを別工程でスキンプラス圧延を行ってもよい。

以下本発明の実施例を述べる。

第1表の化学成分の鋼(A<sub>1</sub>~A<sub>7</sub>)を第1表の熱延条件、冷延条件および連続焼鈍条件(一部箱焼鈍)で製造した。得られた製品板の機械的性質および

歪時効硬化量を第1表に示す。ここで歪時効硬化量は引張試験の伸び率3%, 10%での歪時効指数であり、つまり3%又は10%引張後200℃×30分加熱して加熱前後の3%(又は10%)での流動応力の差をとるもので(加熱後の流動応力)-(加熱前の流動応力)の値でとる。さて第1表に示すように本発明の成分および製造条件からなる鋼は強度も高く、かつ強度-延性のバランスも高いばかりでなく、しかも歪時効硬化量を示す3%引張歪および10%引張歪の時効指数も高い。さらに本発明鋼は0.2%耐力/引張強さも低く、前述の本発明の目的を十分満足している。又打抜穴抜け比も1.5~2.1と非常に高い値が得られており、優秀な伸びフランジ性を有していることが分る。

第 1 表

試 料 符 号	化 学 成 分 (wt%)							熱延条件		冷 延 圧 下 率 (%)	連続焼鈍条件				機械的性質				時効指数 (kg/mm <sup>2</sup> )		打 抜 き 穴 延 び 比
	C	Si	Mn	P	S	soLAL	他の添加 元 素	最 終 仕 上 温 度 (℃)	捲 取 温 度 (℃)		加・ 熱 速 度 (℃/sec)	焼 鈍 温 度 (℃)	焼 鈍 保 定 間 隔 (min)	冷・ 却・ 速 度 (℃/sec)	0.2% 耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引 張 強 さ (kg/mm <sup>2</sup> )	0.2% 耐 力 引 張 強 さ (kg/mm <sup>2</sup> )	破 断 伸 び (%)	3時 効 引 張 強 さ の 数	10時 効 引 張 強 さ の 数	
A <sub>1</sub>	0.11	0.03	1.73	0.018	0.007	0.031	Zr 0.03	870	600	69	12	780	15	70	33	65	0.51	27	8.9	8.7	1.84
A <sub>2</sub>	0.11	0.03	1.73	0.018	0.007	0.031	Mg 0.001	“	“	“	“	“	15	“	33	69	0.48	26	9.1	9.1	1.77
A <sub>3</sub>	0.08	0.04	1.81	0.016	0.005	0.026	Ca 0.0031	“	“	“	“	“	1	65	32	59	0.54	33	10.3	9.8	2.01
A <sub>4</sub>	0.08	0.04	1.81	0.016	0.005	0.026	REM 0.009	“	“	“	“	“	1	“	30	59	0.51	32	9.6	7.4	1.98
A <sub>5</sub>	0.11	0.03	1.73	0.018	0.007	0.031	Ni 0.13 REM 0.010	“	“	“	“	“	15	70	41	72	0.57	25	8.6	8.3	1.59
A <sub>6</sub>	0.08	0.04	1.81	0.016	0.005	0.026	Ca 0.0031 Cu 0.20	“	“	“	“	“	1	65	33	60	0.55	30	8.7	7.9	1.95
A <sub>7</sub>	0.08	0.35	1.81	0.016	0.005	0.026	Ca 0.0023	“	“	“	“	“	1	“	29	63	0.46	34	10.1	8.2	1.79

注) \* 600℃から760℃までの平均

\*\* 700℃から200℃までの平均